

ВПЛИВ ФОРМИ ГРАФІТОВИХ ВКЛЮЧЕНЬ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВІВ

І. В. АКИМОВ¹, В. П. СИЛОВАНЮК², І. П. ВОЛЧОК¹, Н. А. ІВАНТИШИН²

¹ Запорізький національний технічний університет;

² Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів

На основі математичної моделі сплавів, що містять графітові включення, отримано аналітичні залежності для прогнозування механічних властивостей матеріалу (границі міцності σ_B , статичної тріщиностійкості K_{IC}) залежно від форми та об'ємного вмісту цих включень.

Ключові слова: залізовуглецеві сплави, графітові включення, міцність.

Механічні властивості графітізованих залізовуглецевих сплавів суттєво залежать від кількості та форми графітових включень. Так, наприклад, низьку міцність та пластичність сірих чавунів пов'язують, головню, з присутністю графіту пластинчастої форми, який викликає високу концентрацію напружень і зародження тріщин. У металургії розроблені технології отримання високоміцних чавунів, основою яких є введення в розплави сірих чавунів спеціальних добавок (модифікаторів), які дають змогу перетворювати форму графіту з пластинчастої на кулясту. В науковій літературі є спроби описати службові характеристики матеріалу залежно від стану графітової фази [1–3]. В більшості випадків ці залежності отримані в результаті обробки експериментальних даних [1, 2, 4].

Метод досліджень. Щоб отримати аналітичні залежності прогнозування механічних властивостей залізовуглецевих сплавів, використовуватимемо математичну модель, за якою вільний вуглець у вигляді графітових включень різної форми – головний чинник, який впливає на механічні властивості матеріалу. Відомо, що у графітізованих сталях та чавунах, окрім графітових включень, присутні і інші дефекти (неметалеві включення, пори, початкові мікротріщини тощо). Їх характерні розміри достатньо малі порівняно з характерним лінійним розміром графітових включень. У зв'язку з цим усі мікронеоднорідності, крім домінуючих графітових включень, тут до уваги не бралися.

Розглянемо графітізований Fe–C сплав як двофазний матеріал, що складається із порівняно однорідної металевої матриці, яку моделюємо ізотропним пружним тілом, і включень графіту у вигляді еліпсоїдів, властивості яких описуватимемо за нелінійною моделлю Вінклера. Вона базується на діаграмі розтягу макрозразка технічного графіту (рис. 1), із якої можна зробити висновок, що починаючи з певного рівня навантаження, зв'язок напружень і деформацій у графіті нелінійний. Його з достатньою точністю апроксимуємо залежністю

$$\sigma = \sigma_p (\varepsilon / \varepsilon_p)^{0,46} . \quad (1)$$

Розглянемо спочатку, коли включення не взаємодіють, тобто одновісний розтяг ізотропної пружної матриці з одним еліпсоїдальним включенням графіту (рис. 2).

В системі прямокутних декартових координат $Oxuz$ реакцію включення на зусилля розтягу виразимо нелінійною моделлю типу Вінклера, враховуючи залежність (1):

$$\sigma_{zz} = \sigma_p \varepsilon_p^{-0,46} \frac{[u_z^*]^{0,46}}{(2h)^{0,46}}, \quad \sigma_{xz} = \sigma_{yz} = 0, \quad (2)$$

де $h = c \sqrt{1 - \frac{x^2}{a^2} - \frac{y^2}{b^2}}$ – товщина включення; u_z^* – переміщення точок поверхні включення по осі z .

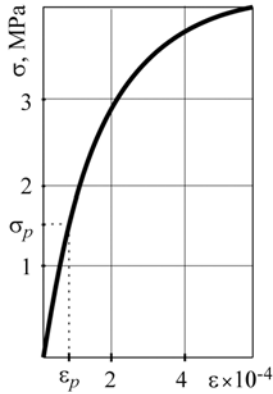


Рис. 1. Fig. 1.

Рис. 1. Діаграма розтягу макрозразка з графіту.

Fig. 1. Tension diagram of a graphite macrospecimen.

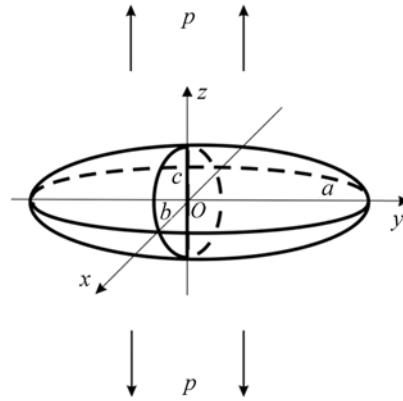


Рис. 2. Fig. 2.

Рис. 2. Схематичне зображення графітового еліпсоїдального включення у графітізованому Fe-C сплаві.

Fig. 2. Schematic view of a graphite ellipsoidal inclusion in graphitized Fe-C alloy.

Зносячи крайові умови з поверхні включення на його серединну область S : $x^2/a^2 + y^2/b^2 = 1$, відповідну крайову задачу для тіла з еліптичним розрізом зводимо до розв'язування нелінійного інтегрального рівняння відносно переміщень $u_z(x, y)$ берегів розрізу S :

$$\left(\frac{\partial^2}{\partial x^2} + \frac{\partial^2}{\partial y^2} \right) \iint_S \frac{u_z(\zeta, \eta) d\zeta d\eta}{\sqrt{(x-\zeta)^2 + (y-\eta)^2}} - \frac{4\pi(1-\nu^2)}{E} \left(\frac{\sigma_p (u_z(x, y) + u_{zo}(x, y))^{0,46}}{\varepsilon_p^{0,46} h^{0,46}(x, y)} - p \right) = 0, \quad (3)$$

де E, ν – модуль Юнга і коефіцієнт Пуассона матриці, відповідно.

Розв'язок цього рівняння шукаємо у вигляді

$$u_z(x, y) = Ac \sqrt{1 - \frac{x^2}{a^2} - \frac{y^2}{b^2}}, \quad (4)$$

де A – невідома константа.

Підстановкою співвідношення (4) в інтегральне рівняння (3) після деяких обчислень отримуємо трансцендентне рівняння для встановлення константи A :

$$2\pi(1-\nu^2)\frac{\sigma_p}{\varepsilon_p^{0,46}}\left(\frac{p}{E}+A\right)^{0,46}+\frac{\pi AEE(k)}{\lambda}-2\pi(1-\nu^2)p=0. \quad (5)$$

Деформацію графітового включення в межах прийнятої моделі встановлюють залежністю

$$\varepsilon_{zz} = p/E + A. \quad (6)$$

Напруження у включенні, враховуючи співвідношення (2), розраховують за формулою

$$\sigma_{zz} = E_1(p/E + A)^{0,46} \varepsilon_p^{0,54}. \quad (7)$$

Напруження в околі включення, якщо припустити, що матеріал матриці деформується пружно, можна знайти із залежності

$$\sigma_{zz}^M = p + AE. \quad (8)$$

На основі співвідношень (7)–(8) встановимо рівень зовнішнього навантаження, за якого руйнується матриця або включення. Графіт, як видно з діаграми розтягу, руйнується за напружень 4 МПа. Напруження такої інтенсивності, обчислені за формулою (7), виникають у включеннях за зовнішніх розподілених навантажень, що не перевищують 40 МПа для глобулярних включень. Для пластинчастих включень ($a, b \gg c$) ці навантаження суттєво менші. Це означає, що за навантажень гладких чавунних зразків, значно менших, ніж ті, що відповідають границі міцності чавунів і навіть границі витривалості, графітові включення або межі розділу включення–матриця руйнуються з утворенням тріщин відповідних розмірів. Напруження в матриці в околі включення, обчислені за співвідношенням (8), за таких зовнішніх навантажень не перевищують 80 МПа, і не можуть викликати, звичайно, руйнування феритних чи перлітних матриць чавунів та графітизованих сталей, границі міцності яких знаходяться в інтервалі 200...1000 МПа [3]. Зазначимо, що у відомій моделі Мураками [4] апіорі прийнято, що у конструкційних матеріалах неметалічні включення руйнуються.

Границя міцності. Згідно з наведеним аналізом напруженого стану, за одновісного розтягу гладкого зразка сплаву, який містить графітові включення, відбувається множинне мікророзтріскування. Утворені мікротріщини розміром від 10 до 100 μm (в таких межах змінюються розміри графітових включень) кожна зокрема не може впливати, згідно з концепціями механіки руйнування, на міцність матеріалу. Вплив мікродфектів на міцність може відбуватись через їх взаємодію. Дослідимо це, прийнявши найнесприятливішу, з точки зору міцності, схему розміщення дефектів та навантаження, а саме: в межах плоскої задачі розглянемо періодичну систему колінеарних тріщин (рис. 3).

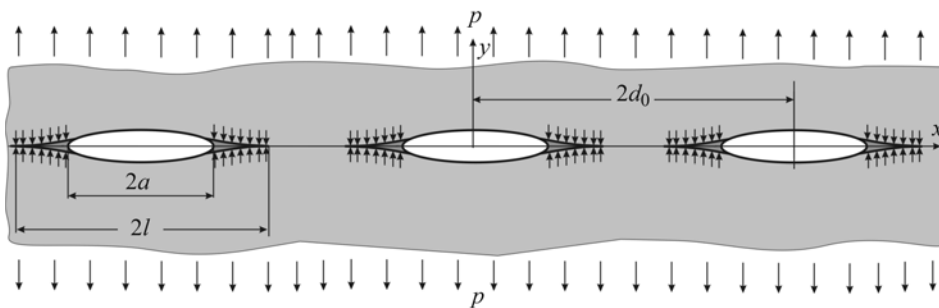


Рис. 3. Періодична система колінеарних тріщин.

Fig. 3. Periodic system of collinear cracks.

Похибка в розрахунках через нехтування дефектами у паралельних площинах піде в запас міцності матеріалу. З огляду на малі розміри тріщин концепція коефіцієнтів інтенсивності напружень (КІН) тут незастосовна, тому скористаємось розв'язком [5] цієї задачі в межах моделі Леонова–Панасюка–Дагдейла. Приймаючи за критерій руйнування тіла умову злиття зон передруйнування в околі тріщин, отримали співвідношення для розрахунку граничного навантаження, яке трактуємо як границю міцності матеріалу

$$\sigma_B = \sigma_B^m \left(1 - \frac{3\sqrt{\lambda} f_p}{2 + f_p} \right), \quad (9)$$

де σ_B^m – границя міцності матриці; f_p – об'ємний вміст включень; $\lambda = a/c$.

Отримана залежність дає змогу прогнозувати границю міцності графітізованих сталей та чавунів залежно від форми та об'ємного вмісту графітових включень. Щоб визначити ступінь кореляції цієї залежності з експериментально визначеною границею міцності реальних сплавів, в індукційній печі виплавили сталі-чавуни такого хімічного складу (%): С – 0,48...4,02; Si – 1,6...2,5; Mn – 0,43...0,64; S – 0,03 та P – 0,02. Розливали рідкий сплав за фракційним методом, завдяки якому отримали 10 фракцій, вміст вуглецю в яких збільшувався з 0,48 до 4,02 mass.% (див. таблицю). Призматичні виливки перерізом 60×40 mm формували в сухих піщано-глинистих формах. Щоб отримати однорідну феритну металеву основу, усі варіанти сплавів піддали графітізувальному відпалу за режимами, рекомендованими у праці [6]. Результати металографічних досліджень (див. таблицю) показали, що після відпалу у всіх експериментальних варіантах сталей та чавунів металева основа представлена феритною фазою.

Різний вміст вуглецю в сплавах зумовив з одного боку різну кількість графітної фази, з іншого – різну форму графітових включень. Під час виплавлення сталей-чавунів не застосовували глобуляризувальних модифікаторів, при цьому в структурі сталей з вмістом вуглецю до 1,26% отримували компактний точковий графіт (№ 1...3, $\lambda = 1,0...1,4$); в сталях з вмістом 1,73...1,95% С – вермикулярний (№ 4...5, $\lambda = 2,2...5,5$); в чавунах (№ 6...10, $\lambda = 7,7...15,3$) – пластинчастий (див. таблицю). Границю міцності отриманих сплавів (рис. 4) визначали згідно з ГОСТ 1497-84 на циліндричних зразках діаметром 10 mm з розрахунковою довжиною 50 mm.

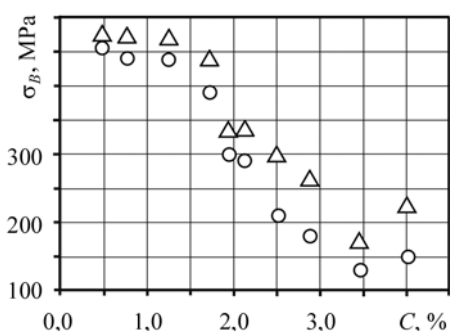
Металографічні характеристики експериментальних графітізованих сталей-чавунів

№ фракції	Вміст вуглецю, mass. %	Металева основа		Графітна фаза	
		ферит, легований	міцність фериту σ_B^m , МПа [7]	вміст f_p , %	параметр форми включення λ
1	0,48	1,7% Si; 0,5% Mn	500	0,5	1,0
2	0,78	2,2% Si; 0,4% Mn	550	3,4	1,1
3	1,26	2,5% Si; 0,4% Mn	580	5,8	1,4
4	1,73	2,3% Si; 0,6% Mn	570	7,3	2,2
5	1,95	1,7% Si; 0,5% Mn	500	9,2	5,5
6	2,13	2,2% Si; 0,6% Mn	560	10,4	7,7
7	2,52	2,1% Si; 0,6% Mn	530	10,9	9,3
8	2,89	2,3% Si; 0,5% Mn	565	13,5	11,4
9	3,47	2,0% Si; 0,5% Mn	525	16,5	15,3
10	4,02	2,4% Si; 0,5% Mn	575	18,3	10,9

Залежність границі міцності від вмісту вуглецю в експериментальних сплавах наведено на рис. 4. При цьому трикутниками на діаграмі вказані розраховані за залежністю (9) та даними таблиці теоретичні показники границі міцності, під час визначення яких враховані результати металографічних досліджень (міцність металевої основи σ_B^m з урахуванням ступеню її легованості кремнієм [7], кількість графітної фази f_p та параметр форми графіту λ) для кожного із експериментальних сплавів (див. таблицю). Аналіз поданих залежностей показує добру кореляцію між експериментально отриманими показниками границі міцності та їх розрахунковими значеннями. Проте з графіку можна бачити, що показники міцності, які встановлені експериментально на 30...70 МПа нижчі за розрахункові, що можна пояснити недосконалістю феритної металевої основи, яка, крім графітових включень, також містить інші мікродфекти (тріщини, мікропори, межі зерен та неметалеві включення).

Рис. 4. Експериментальна (○) та розрахункова (△) залежність границі міцності графітованих сталей-чавунів від вмісту вуглецю.

Fig. 4. Experimental (○) and calculated (△) dependence of ultimate strength of graphitized steels-cast irons on the carbon content.



Тріщиностійкість графітованих сталей та чавунів. Будемо виходити із відомого в механіці руйнування співвідношення між розкриттям тріщини δ_1 і коефіцієнтом інтенсивності напружень K_I

$$K_I = \sqrt{\frac{\delta_1 \sigma_0 E}{1 - \nu^2}}, \quad (10)$$

де σ_0 – напруження в зоні передруйнування в околі тріщини; E – модуль Юнга металевої основи; ν – коефіцієнт Пуассона.

Враховуючи, що розкриття тріщини δ_1 пов'язане із деформацією ϵ біля вершини тріщини залежністю $\delta_1 = 2\rho(\exp \epsilon - 1)$, для граничного значення КІН отримуємо формулу

$$K_{IC} = \sqrt{\frac{2\sigma_0 E \rho (\exp \epsilon_c - 1)}{1 - \nu^2}}, \quad (11)$$

де ρ – радіус кривини вершини тріщини; ϵ_c – гранична деформація в околі тріщини, яку визначають експериментально.

Далі врахуємо відомі залежності деяких величин від кількості та форми графіту. Зокрема, модуль Юнга чавуну E^* залежить від об'ємного вмісту та форми графіту так [2]:

$$E^* = E(1 - 0,19\lambda f_p). \quad (12)$$

Величину σ_0 у формулі (11) можна трактувати як σ_B чавуну та використати отриману вище залежність (9) цієї характеристики від об'ємного вмісту та форми включення. Підставляючи (12) та (9) у (11), отримуємо остаточну залежність:

$$K_{IC} = \left(\frac{2\sigma_B^m E \rho}{(1 - \nu^2)} \left(1 - \frac{3\sqrt{\lambda} f_p}{2 + f_p} \right) (1 - 0,19\lambda f_p) (\exp \epsilon_c - 1) \right)^{1/2}. \quad (13)$$

На рис. 5 наведено результати порівняння характеристик тріщиностійкості K_{IC} для різного вмісту вуглецю. Як бачимо, теоретичний прогноз зміни характеристики тріщиностійкості достатньо добре відображає основну тенденцію встановлену експериментально.

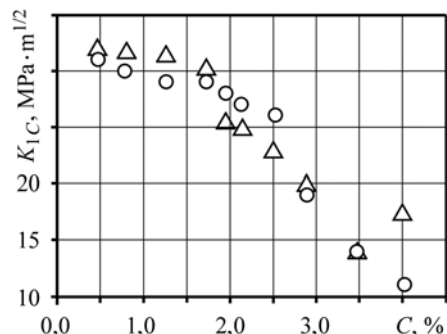


Рис. 5. Залежність тріщиностійкості K_{IC} графітізованих Fe–C сплавів від вмісту вуглецю: △ – розрахунок; ○ – експеримент.

Fig. 5. Dependence of fracture toughness, K_{IC} , of graphitized Fe–C alloys on the carbon content: △ – calculation; ○ – experiment.

ВИСНОВКИ

Сформульовано розрахункові моделі деформування та руйнування залізо-вуглецевих сплавів. Встановлено, що за навантажень, значно менших, ніж ті, що відповідають границі міцності цих сплавів, графітові включення руйнуються. На їх місці утворюються тріщини відповідних розмірів. Таким чином, розраховуючи міцнісні характеристики цих матеріалів, слід зважати не на концентрацію напружень, що створюють включення у матриці, а на зони передруйнування в околі утворених на їх місці мікротріщин.

Враховуючи, що на ранній стадії деформування графітові включення у чавунах і графітізованих сталях руйнуються, на основі концепцій механіки руйнування отримали розрахункові формули для прогнозування границі міцності і параметра тріщиностійкості K_{IC} залежно від об'ємного вмісту та форми графіту в цих матеріалах.

РЕЗЮМЕ. На основани математической модели железоуглеродистых сплавов, содержащих графитные включения, получены аналитические зависимости прогнозирования механических свойств материала (предела прочности σ_B , статической трещиностойкости K_{IC}) в зависимости от формы и объемного содержания графита.

SUMMARY. Based on mathematical model of Fe–C alloys containing the free carbon in the form of a graphitic phase, the analytical dependences for prediction of mechanical properties of the material (ultimate strength σ_B , static crack growth resistance K_{IC}) depending on the form and volume content of graphite are received.

1. Красовський А. Я., Калайда В. В. Прочність і тріщиностійкість чугунів с шаровидним графітом. – К.: Наук. думка, 1989. – 136 с.
2. Grüter L. Prediction of fracture toughness for cast-iron alloys // Mater. Sci. and Eng. – 1978. – 35, № 2. – P. 157–164.
3. Структура та опір руйнуванню залізовуглецевих сплавів / О. П. Осташ, І. П. Волчок, О. Б. Колотілкін та ін. – Львів: Фіз.-мех. ін-т ім. Г. В. Карпенка НАН України, 2001. – 272 с.
4. Murakami Y. Metal Fatigue Effect Of Small Defects And Nonmetallic Inclusions. – Elsevier, 2002. – 369 p.
5. Витвицький П. М. Пружнопластична рівновага пластинки з періодичною системою щілин // Доп. АН УРСР. Сер. А. – 1970. – № 6. – С. 524–527.
6. Тодоров Р. П., Николов М. В. Структура и свойства отливок из графитизированной стали. – М.: Металлургия, 1976. – 168 с.
7. Гуляев А. П., Емелина В. П. Влияние легирующих элементов на свойства феррита // Сталь. – 1947. – № 2. – С. 138–142.

Одержано 10.02.2012